

Т. С. Азорина, А. А. Корнев, В. В. Ушакова, С. В. Гриб*

Уральский федеральный университет

имени первого Президента России Б. Н. Ельцина, г. Екатеринбург

*s.v.grib@urfu.ru

ВЛИЯНИЕ ПРОДОЛЖИТЕЛЬНОСТИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО НАГРЕВА НА СТРУКТУРУ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ГОРЯЧЕДЕФОРМИРОВАННОМ СПЛАВЕ VST3553, ДОПОЛНИТЕЛЬНО ЛЕГИРОВАННОМ ОЛОВОМ И ЦИРКОНИЕМ

Сплав типа VST3553 с добавками олова и циркония после горячей деформации был подвергнут нагреву до 750 °С с выдержкой 1, 2 и 4 ч, с последующим охлаждением на воздухе. Методами растровой электронной микроскопии, программами анализа изображений iTEM и микродюрметрии исследовано влияние нагрева на фазовый состав, структуру и физико-механические свойства (микротвердость, модуль упругости) сплава VST3553.

Ключевые слова: горячая деформация, титановый сплав, фазовый состав, структура, модуль упругости, микротвердость.

T. S. Azorina, A. A. Korenev, V. V. Ushakova, S. V. Grib

INFLUENCE OF THE HIGH-TEMPERATURE HEATING TIME ON STRUCTURAL AND PHASE TRANSFORMATIONS IN THE HOT-DEFORMED ALLOY VST 3553, ADDITIONALLY ALLOYED WITH TIN AND ZIRCONIUM

VST3553 alloy with the addition of tin and zirconium after hot deformation was subjected to heat up to 750 °C during 1, 2 and 4 hours. After that, was cooled on air. The effect of heating on the phase composition, structure and physico-mechanical properties (microhardness, Young's modulus) of the VST3553 alloy was investigated by methods of scanning electron microscopy, iTEM image analysis software and microdurometry.

Key words: hot deformation, titanium alloy, phase composition, structure, Young's modulus, microhardness.

Как показали предыдущие исследования [1], в состоянии после горячей деформации α -фаза неоднородно распределена по сечению прутка: в центральной части прутка объемная доля состави-

ла порядка 10 %, тогда как в области края — 40 %. Проведение нагрева способствовало более равномерному распределению α -фазы, так, после одного часа выдержки при 750 °С объемные доли α -фазы в центре и с края прутка составили 14 и 16 % соответственно, а увеличение времени выдержки до 4 ч способствовало незначительному снижению объемной доли до 11 и 14 %. Кроме того, проведение нагрева после горячей деформации также способствует протеканию процессов сфероидизации и коагуляции частиц α -фазы (рис. 1, 2).

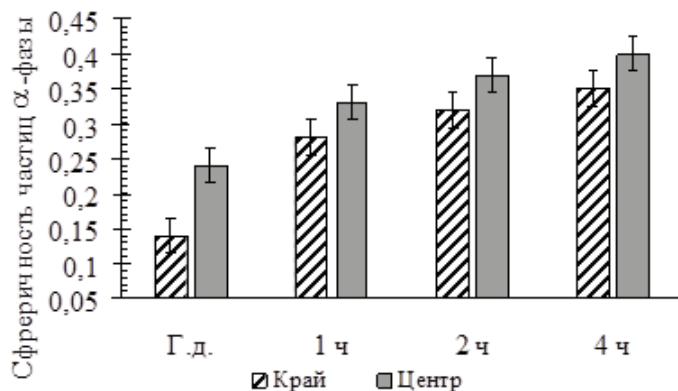


Рис. 1. Изменение сферичности частиц α -фазы по сечению прутка сплава VST3553 после горячей деформации и последующего нагрева при 750 °С, 1, 2 и 4 ч

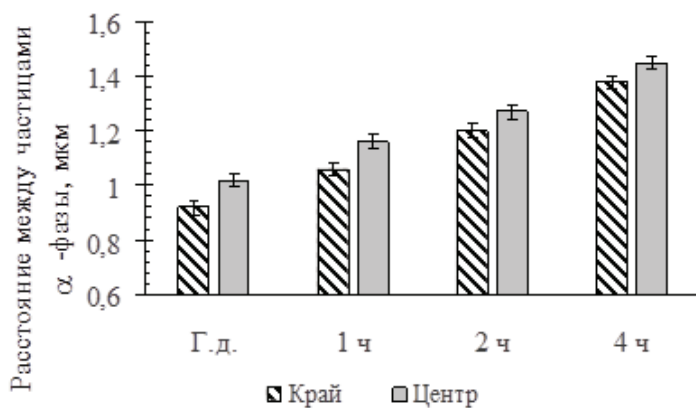


Рис. 2. Изменение среднего расстояния между частицами α -фазы по сечению прутка сплава VST3553 после горячей деформации и последующего нагрева при 750 °С, 1, 2 и 4 ч

Как видно из рис. 1, наименьшая сферичность частиц α -фазы (0,14) характерна для периферийной области (края) прутка, а максимальная

(0,40) — для центральной области прутка после нагрева 750 °С, 4 ч. Следует отметить, что после нагрева снижается разница между значениями сферичности частиц α -фазы в центральной и периферийной областях прутка по сравнению с горячедеформированным состоянием: для нагрева разность составила 0,05, а для горячей деформации — 0,1. Процесс коагуляции проявляет себя в том, что расстояние между частицами α -фазы увеличивается после проведения нагрева по сравнению с горячедеформированным состоянием: с 0,92 и 1,02 мкм до 1,38 и 1,45 мкм с края и в центре прутка соответственно (рис. 2).

Неоднородное распределение α -фазы по сечению прутка оказывает существенное влияние на модуль упругости сплава VST3553, так, максимальное значение модуля упругости (92 ГПа) характерно для периферийной области прутка горячедеформированного сплава, что соответствует наибольшей объемной доли α -фазы (40 %), что не противоречит данным [2], согласно которым модуль упругости гексагональной α -фазы больше модуля упругости кубической β -фазы. Снижение объемной доли α -фазы в периферийной области и более равномерное ее распределение по сечению прутка способствуют снижению модуля упругости до значений порядка 88 ГПа (рис. 3).

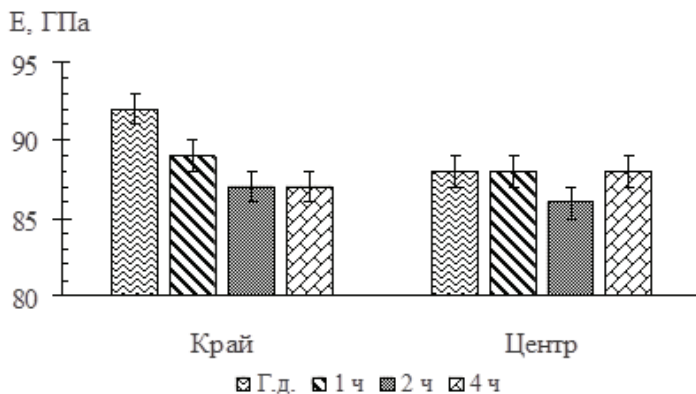


Рис. 3. Изменение модуля упругости по сечению прутка сплава VST3553 после горячей деформации и последующего нагрева при 750 °С, 1, 2 и 4 ч

На значения микротвердости сплава VST3553 (рис. 4) оказывает влияние не только фазовый состав сплава, как известно [3], α -фаза является упрочняющей фазой в титановых сплавах, но и его структурное состояние. Так, максимальная микротвердость (355 HV) соответствует периферийной области прутка сплава после горячей деформации, для которой характерны максимальная объемная доля α -фазы (40 %) и раз-

витая полигональная структура. Снижение микротвердости до 346 HV в центре прутка обусловлено меньшей объемной долей α -фазы (10 %) и протеканием первичной рекристаллизации. Проведение нагрева способствовало исчезновению разницы в значениях микротвердости между краем и центральной областью прутка, что обусловлено более равномерным распределением α -фазы по его сечению. При этом увеличение времени выдержки при нагреве от 1 до 4 ч способствует снижению микротвердости от 345 до 333 HV, что, скорее всего, обусловлено более полным протеканием процессов возврата и рекристаллизации.

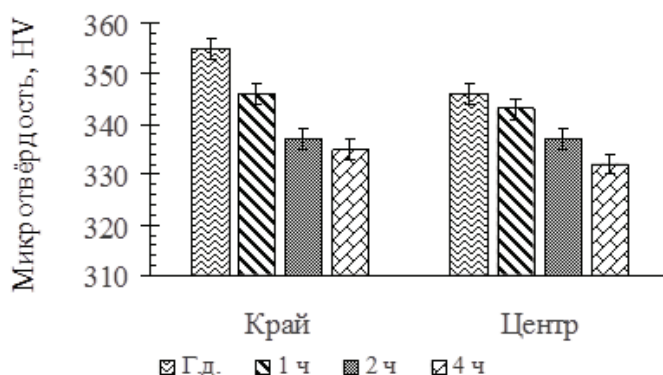


Рис. 4. Изменение микротвердости по сечению прутка сплава VST3553 после горячей деформации и последующего нагрева при 750 °С, 1, 2 и 4 ч

Таким образом, проведение высокотемпературного нагрева сплава VST3553, прошедшего горячую деформацию, способствует получению более однородной структуры, выравниванию фазового состава и, как следствие, исчезновению анизотропии физико-механических свойств по сечению прутка.

В работе использовались результаты, полученные в лаборатории «Структурных методов анализа и свойств материалов и наноматериалов» Центра коллективного пользования УрФУ.

ЛИТЕРАТУРА

- 1 Коренев А. А., Ушакова В. В., Гриб С. В. Влияние высокотемпературного нагрева на структуру и свойства модифицированного сплава VST3553 // Сборник материалов и докладов XVIII Международной научно-технической Уральской школы-семинара металлургов — молодых ученых (Екатеринбург, 21–23 ноября 2017 г.). 2017. С. 176–180.
- 2 Федотов С. Г., Белоусов О. К. Упругие постоянные в системе титан-ниобий // ФММ. 1964. Т. 17. № 5. С. 732–736.
- 3 Полькин И. С. Упрочняющая термическая обработка титановых сплавов. М. : Металлургия, 1984. 96 с.